高温機器における余寿命診断技術開発の最前線

The Frontier of Technology Development in Remaining Life Assessment for High Temperature Components

近年、破壊事故が人的、経済的あるいは環境面で大きな損害を招くことになる機器・構造物における保守管理の最適化と高度化がますます重要となっている。特に、2011年3月11日の東日本大震災以降、運転休止プラントを再稼働するなど、需要が急増している火力発電プラントにおいては、その安全性と信頼性を確保しつつ長期間安定に運用することが強く求められている。

ボイラやタービンなど火力発電プラントの高温機器に生じる劣化・損傷を検出し、その余寿命や健全性を評価する方法には破壊試験法や非破壊評価法がある。破壊試験法は、実機部材から試料をサンプリングし、引張試験やクリープ試験などの破壊試験を行って劣化・損傷度を直接評価するものである。一方、長期供用中のナノ・ミクロ組織の変化とそれに伴う物理・化学的性質の変化、あるいはクリープボイドを計測して、劣化・損傷度との関係を検討し余寿命を予測するのが非破壊評価法である。しかし、従来手法の予測精度は、例えば“Factor of 2”と称されているように倍・半分程度の精度であり、決して満足いくものではない。予測精度のより一層の向上を実現するには、従来の古典的手法にとらわれることなく、高度化された先端的技術を取り込んだ新しい手法の研究・開発が不可欠である。このような中、2006年には、耐熱材料のミクロ損傷の統合的な計測・評価法とその知見を反映した実用的な非破壊評価法の確立を目的とした“損傷評価WG”と高温機器の余寿命診断のための微小サンプルクリープ試験法標準の提案を目的とした“微小サンプルクリープ試験法WG”が日本材料学会・高温強度部門委員会内に発足した。

本連載講座では、高温機器における余寿命診断技術開発の最前線というテーマで4回連載の講座を企画し、余寿命評価の高精度・高度化につながると注目されている最新の非破壊評価法や余寿命診断技術を紹介する。第1回「EBSD観察に基づく余寿命診断技術の開発」と第2回「SPクリープ試験法を用いた余寿命診断技術の開発」では、上記2つのWGにおける活動内容の紹介や成果報告も一部含まれている。また、第3回「実機高温ひずみ計測による余寿命診断技術の開発」と第4回「電磁超音波共鳴法を用いた余寿命診断技術の開発」では、実機のひずみ測定技術と超音波特性の変化に着目した評価技術に関する最新の研究動向をそれぞれ紹介する。本連載講座における一連の解説が、本学会員、関連分野の研究者および技術者の方々の今後の研究・開発活動の一助になれば幸いである。

1. EBSD 観察に基づく余寿命診断技術の開発[†]

藤 山 一 成*

I : Technology Development in Remaining Life Assessment Based on EBSD Observation

by

Kazunari FUJIIYAMA *

Key words : EBSD, Misorientation, Creep, Creep-fatigue, Damage, Strain, Dislocation, Life assessment

1 は じ め に

EBSD (Electron BackScatter Diffraction) 法¹⁾は、材料表面の結晶構造に関するデジタル情報をもとに、材料の微視構造を明らかにすることができる手段として幅広く利用されている。EBSD で得られる方位差情報は、材料の転位分布と密接に関係していることから、ひずみや損傷の指標になりうるものとして、まず室温における塑性ひずみの評価と高サイクル疲労に関する研究が活発に行われ、その後、高温におけるクリープやクリープ疲労についての研究が活発になってきている。その中で、2006

年には、日本材料学会高温強度部門委員会内に損傷評価WGが発足し、まずEBSDによる損傷評価法に必要な試験条件の明確化とラウンドロビン試験によるデータ比較が行われた。本活動の中で、EBSD法が損傷の実体の理解に極めて有効な手段であり、また、EBSD観察から得られる情報の物理的意味を明確にして評価を行うことが必要であるという認識が得られた。

本稿では、EBSD法によるひずみ評価手段に関する研究動向を概観した後、上記損傷評価WGでの情報交換などにより得られた高温クリープやクリープ疲労に関する

[†] 原稿受理 平成24年4月4日 Received Apr. 4, 2012 ©2012 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 名城大学理工学部機械システム工学科 〒468-8502 名古屋市天白区塩釜口, Dept. of Mech. Eng., Meijo Univ., Tempaku-ku, Nagoya, 468-8502

最近の研究動向を紹介し、本手法の有効性や今後の課題と方向性について解説する。なお、本稿は結晶解析の専門家からみた厳密な内容を解説したものではなく、それを利用しようとする機械系研究者からみた記述であることをご理解いただきたい。また次節の記述の多くは文献²⁾を参照しているが、本文献はEBSD ユーザー用で一般販売されているものではないことをお断りしておく。

2 損傷評価のための EBSD 観察法の概要

2.1 EBSD 装置²⁾

EBSD 観察は、図 1 (a) (b) に示すように走査型電子顕微鏡 (SEM) の試料台を水平から 70° 傾け、電子ビームを照射し、試料表面に進入した電子線から非弾性散乱によって生じる円錐状の回折コーンを垂直面で検出して行われる。回折格子面の電子ビーム進行側 (図では下側) への散乱は強度が強く、その回折線は検出面の上側に明線として現れ、反対側は暗線となる。検出面上ではこの 2 つの線がバンドを構成している。円錐を平面で切っていることから検出面上の線は曲率を持つがほとんど目立たない。また垂直方向の格子面から得られる散乱線の組は上下の強度差が無いいため明線・暗線の区別はない。バンド幅は 2 つのコーン間の角度に相当し、回折角の 2 倍となる。

図 2 (a) に、検出面で得られる回折パターンの例を示す。EBSD 解析装置は、ここで得られる菊池線パターンに着目して方位を決定するが、そのためには予め測定する試料の結晶系情報を与えておく必要がある。図 2 (b) に示すようにその情報を基にバンド間の角度と結晶面間の角度とを比較して面の指数付けが行なわれる。

図 1 EBSD 観察系の模式図

図 2 EBSD 回折パターンとバンドへの指数付け

2.2 試料の準備²⁾

通常、試料の観察面の準備は、ダイヤモンドペーストによる鏡面研磨後に、コロイダルシリカ懸濁液を用いてパフ研磨などにより仕上げて行われる。

EBSD 観察においては、極めて軽微なエッチング面で観察できることから、結晶粒界、すべり帯、微小き裂やクリープボイドなどの凹凸形状をあまり損なうことなく観察できることが大きな利点である。

2.3 方位マップ²⁾

方位のパラメータとしては、画像上の観察単位である各ピクセルについて空間座標と結晶軸の 3 方向の間のオイラー角の値が得られる。これを画像全体のピクセルにわたってスキャンして 1 画像のデジタルデータとなる。方位解析結果の信頼性や結晶性の良否を調べるためのマップとしては、例えば図 3 (a) (b) に示す CI (信頼性指数 Confidence Index) マップや IQ (Image Quality) マップなどがあり、CI 値 (0 ~ 1 の値を取る) が高いほど指数付けの信頼性が高く、IQ 値が高いほど結晶性が良く乱れが少ないことを示している。ただし、これらは観察条件によって変動する値であるため、損傷評価の定量的パラメータにはなりにくい面がある。

図 4 に SUS304HTB の未使用材と 50% クリープ損傷材について得られた IPF (Inverse Pole Figure, 逆極点図方位) マップを示す。未使用材では結晶粒内はほぼ一様な色調で表示され、粒内での方位差が無いことを示しているが、50% クリープ損傷材では粒内に色調の乱れが生じており、方位差が現れてきていることを示している。このように IPF マップは、損傷に伴う粒内結晶方位の乱れや結晶変形が把握できるが、定量的数値指標を得るのには必ずしも適していない。その他、ひずみに伴う結晶方位の変化を見るのには Taylor 因子のマップも有効である。

2.4 方位差マップ²⁾

ピクセル間の方位差は、ひずみ評価にとって極めて重要なパラメータである。よく使われる指標には次の 4 種類がある。以下では図 5 に示す 6 角形ピクセルについて説明するが、これ以外に正方形のピクセルもある。

- (1) KAM (Kernel Average Misorientation, 図 5 (a)) : 評価対象ピクセル (E) に隣接する 6 ピクセル間の方

図 3 方位解析結果の信頼性と結晶性を判定するマップ

図 4 SUS304HTB の IPF マップ例

位差（角度）の平均値。同一結晶粒内のみで計算。粒内の各点の方位差がわかるが、ピクセルサイズ（倍率）の影響を大きく受ける。

- (2) GAM (Grain Average Misorientation) : KAM の粒内全域にわたる平均で、1 結晶粒につき 1 つの値をとる。
- (3) GROD (Grain Reference Orientation Deviation, 図 5 (b)) : 1 結晶粒内での平均方位または最小 KAM 値となるピクセルを選び、粒内の他の各ピクセルとの方位差を示す。ピクセルサイズの影響を比較的に受けにくい。
- (4) GOS (Grain Orientation Spread) : 1 結晶粒内での各ピクセルとその他のピクセルとの方位差を全ピクセルについて粒内で平均したもので 1 結晶粒につき 1 つの値をとる。なお、これとは別の定義もある。

このほかに、釜谷³⁾による MCD (Modified Crystal Orientation) がある。これは、1 結晶粒内の中心方位からの方位差が対数正規分布に従うとして平均操作した値で、GROD の視野中の対数正規分布の平均値に相当する指標となっている。

なお、以上の各値を観察領域全体にわたって平均化した値を、以下では下付き ave の文字を付して表記する。

2・5 結晶粒界の同定

EBSD 解析における結晶粒界の方位差の設定は、材料によって異なる。オーステナイト粒界はほぼ 15° 以上で同定されるが、焼戻しマルテンサイト組織などに見られるラスやブロックなどの結晶内の境界については、 1° 以上ないしは 5° 以上の境界が設定される。後者はほぼブロック境界に相当し、前者は一部のラス境界の情報も含むと考えられる。なお 1° 以下の方位差に設定する場合は EBSD の精度上の限界に注意する必要がある。また、粒界の種類の判定には、方位差だけでなく隣接粒間の方位関係も調べる必要がある。

2・6 方位差分布と結晶粒変形との関係

方位差の結晶粒内分布と結晶全体の変形とは必ずしも単純に対応するわけではない。例えば図 6 (a) に示すように、刃状転位が同方向に整列している場合、結晶粒は一

方向にたわむ。しかし、反対符号の転位が図 6 (b) のように並んでいる場合には、結晶粒全体の変形とは直接対応しない場合もある。このとき、GROD や GOS の値は小さいが GAM の値は大きいという場合も生じ得る。また、方位差は転位の密度と分布によって決まる値であり、転位の移動によって生じる塑性やクリープなどの永久ひずみとそのまま対応するわけではない。損傷は、マクロ的には永久ひずみの蓄積と密接に関係していることから、EBSD 法を損傷評価に用いるためには、永久ひずみとの対応関係を明確にしておく必要がある。

3 EBSD 観察にもとづくひずみおよび損傷評価

3・1 塑性ひずみ評価

塑性ひずみを受けた材料を EBSD 測定すると、転位分布が生じ回折パターンに変化が生じる。例えばオーステナイトステンレス鋼や炭素鋼などについて、KAM, GAM, GROD, MCD, GOS などのパラメータと塑性ひずみとの関係が検討されている。KAM や GAM は測定間隔（ピクセルサイズ）の影響を受けるが、GROD, MCD, GOS などは測定間隔の影響を受けにくいとされている。

マクロなひずみ量との対応は、結晶粒で平均化した GAM, GOS や MCD などが有効であるが、KAM や GROD は局所的な転位の分布に敏感な量であることから、結晶粒内のひずみ分布評価に適していると考えられる。²⁾

また、引張りおよび圧縮試験による塑性ひずみと EBSD パラメータ (GAM) との関係について差が無いことが報告されている。⁴⁾ GAM と塑性ひずみ量との間に得られる関係が線形となることは、試験条件によらず共通の傾向であると考えられる。

3・2 高サイクル疲労損傷評価

高サイクル疲労においては、すべり帯の形成とき裂の発生について、結晶構造との関係から調べる手段として EBSD が用いられている。特に、すべり系に関して Schmid 因子や Taylor 因子が容易に求められるため、主すべり系やその他のすべり系を同定することができる。

王ら⁵⁾は、原子力用熱間圧延 SUS316NG 鋼のねじり疲労試験において、結晶方位と Schmid 因子を求め、外部応力が各結晶に作用すると考えて、各結晶粒における活動すべり系を求めることが可能であることを示した。さらに、疲労き裂を粒界き裂、双晶粒界き裂、すべり帯き裂、粒内き裂の 4 種類に分類し、それぞれの方向について検討している。

3・3 クリープ損傷評価

耐熱材料のクリープ損傷過程においては、転位組織や結晶下部組織の変化と結晶粒変形、および結晶粒界に発生するクリープボイドなど複雑な損傷形態が重畳する。またそれらは材料の種類によっても異なる様相を示す。

図 7 に、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304HTB と焼戻しマルテンサイト組織の Mod.9Cr 鋼について未使用材ならびにクリープ損傷材の KAM マップを示す。⁶⁾ SUS304HTB では初期にはほとんど KAM の分布は認められず、クリープ損傷が増加するにしたがって KAM 値の高い部分（図の着色部分）が結晶粒界（ 15° 以上の境界線）に近い部分から広がっていく。一方、Mod.9Cr 鋼では、初期に KAM 値の高い部分が粒内（ 5° 以上の境界線）に分布し、損傷が増加するにつれて消失するとともに、境界線で囲まれた粒が粗大化している。このように

図 5 KAM および GROD の定義

図 6 転位分布と方位差の関係

図7 クリープ損傷過程のKAMマップによる観察

方位差マップは損傷過程を可視化する点では極めて有効であるが、同じ引張りクリープひずみの蓄積に対して方位差が反対の傾向を示すことから、クリープひずみにそのまま対応しているわけではないことがわかる。

米山⁷⁾は、Mod.9Cr 鋼溶接部クリープ損傷材の細粒HAZ (Heat Affected Zone) 部における回復・再結晶を伴う組織のEBSD観察を行い、小傾角粒界や大傾角粒界を抽出し、粒径の変化に着目した損傷評価法を提案している。

一方、オーステナイト系ステンレス鋼や超合金などにおいては、クリープひずみに対して方位差が単調に増加することからひずみ評価に関する結果が得られている。与田⁴⁾は、図8に示すように、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316 について、初期値からの GAM_{ave} の変化量 ΔGAM_{ave} とクリープ損傷率 (時間分数) の関係が、クリープ曲線と破断時を除いて同等であることを明らかにしている。

クリープに伴う結晶回転に着目した研究として、高久⁸⁾が、Ni 基金多結晶材のクリープ損傷を多結晶体の各結晶粒の配向に着目した検討を行っている。新材の結晶方位はほぼランダムであるが、クリープが進行するに従って、応力軸方向に引き延ばされた比較的大きな結晶粒と再結晶粒とみられる微細な結晶粒が見られ、結晶方位が揃ってくる。変形しやすい結晶粒が優先的に変形していることも観察されている。さらに、結晶方位の分布とクリープ損傷とを対応づけるために、特定の方位を持つ結晶粒の増減に着目した定量化の試みとして、パラメータ $P_{<uvw>,\theta}$ を応力軸となす角が 0° から θ° の間にある領域の面積率とし、時間分数 t/t_c との関係調べた結果、方位によって単調増加または単調減少の関係を得ている。

また、小林⁹⁾は、ガスタービン動翼に用いられる Ni 基超合金 IN738LC について、き裂発生・成長過程を GROD マップによって追跡し、表面組織の結晶方位差解

図8 GAM 変化量とクリープ曲線との対応⁴⁾

図9 IN718 のクリープ破断材微小き裂部のEBSD観察

析を行っている。GROD は、試料表面や応力集中部の形状の影響が比較的小さく、また応力集中部近傍の結晶粒界での方位差の変化が大きいのことがわかっていて、

クリープ損傷の実体の把握のためには、クリープポイドや微小き裂に着目する必要があるが、EBSD 法では方位差の指定により結晶粒界が判別できるため、これまでポイド観察に必須となっていた粒界エッチングの必要がほとんど無いという利点がある。図9に、IN718のクリープ損傷材 (損傷率 100% 相当で破面から離れた部位) について結晶粒界に存在する微小き裂の KAM マップ、GAM マップ、GROD マップ、GOS マップを示す。いずれもき裂先端部の結晶粒の方位差が高い傾向を示している。KAM マップや GROD マップでは、結晶粒界近傍に方位差が集中しており、GAM マップや GOS マップではき裂先端部の結晶粒の方位差が高いことがわかる。

3・4 高温低サイクル疲労およびクリープ疲労損傷評価

高温低サイクル疲労およびクリープ疲労損傷においては、繰返しのごく初期 (破損回数の 10% 程度以下) において、バルクの組織変化は飽和傾向を示す。これは、初期に微小き裂が発生した後、次第に主き裂の進展による局所ひずみ集中が生じるためであると考えられる。

図10に、SUS304HTB と Mod.9Cr 鋼についてクリープ疲労損傷材の KAM マップを示す⁶⁾。未使用材組織は図7に示したものと同等である。SUS304HTB ではひずみ繰返しと共に KAM 値の高い部分が結晶粒界に近い部分から広がっていく。一方、Mod.9Cr 鋼では、繰返し数比 N/N_f が 0.1 において KAM 値の分布は認められず、粒も等方的になり粗大化している。クリープ損傷の場合と同様であるが、その程度は顕著である。

図10 クリープ疲労損傷過程のKAMマップによる観察

図11 SUS304HTBのクリープおよびクリープ疲労における $GROD_{ave}$ とクリープひずみまたは累積クリープひずみ範囲の関係

クリープ疲労試験については、SUS304HTB 鋼において図11に示すように、 $GROD_{ave}$ がクリープ試験におけるマクロなクリープひずみ ϵ_c または、クリープ疲労試験のクリープひずみ範囲 $\Delta\epsilon_c$ (ひずみ保持中の応力緩和量をヤング率で除した値) に繰返し数 N をかけた累積値 $N\Delta\epsilon_c$ に対してほぼ統一的な単調増加傾向を示す。ただしクリープ疲労試験の破損時のみ飽和傾向が認められる。Mod.9Cr 鋼においては、初期に低下しその後ほぼ一定となる傾向を示し、ひずみの増加に対応する量は見出されていない。

3・5 EBSD パラメータと他のパラメータとの関係

EBSD 観察によって得られる情報は転位分布と密接に関係するため、硬さ計測結果とは比較的良く対応する。硬さ HV は転位密度 ρ の平方根とパーガースペクトル b 、剛性率 μ に比例し、次式で表されることが多い。

$$HV = \alpha \mu b \sqrt{\rho} \quad (1)$$

方位差と転位密度 ρ は比例するものとする、硬さ HV と KAM_{ave} などの方位差パラメータは $1/2$ 乗の関係で表されと考えられ、実際、10Cr 鍛鋼について $1/2$ 乗の関係を示唆する結果が得られている。¹⁰⁾

また、EBSD は浸入深さが数 10nm 程度の表面観察手段であることから、表面に現れた可動転位が、容易に抜け出して緩和することも考慮しなければならない。¹⁾ EBSD に比べて材料内部の深いところの平均的情報を得る手段として X 線回折法やシンクロトロン放射光を利用した検証も有効であろう。X 線パラメータである過剰転位密度とクリープひずみは良い対応を示しており、EBSD パラメータとの対応関係を得ることも可能である。

4 3次元 EBSD 観察法

4・1 シリアルセクションニング法による結晶粒観察

EBSD では観察面に対し、オイラー角によって3次元の結晶方位情報を得ることができる。しかし、浸入深さが浅いことから、完全な結晶粒の3次元結晶方位情報を得るためには、表面から層を除去しながら EBSD 観察を行い、データを再構成して完全な立体情報とする必要がある。3次元観察法として、表面層に変形を与えずに FIB (Focused Ion Beam: 集束イオンビーム) 装置を用いて除去していくシリアルセクションニング法が注目されている。

図12に、遮熱コーティングのトップコート層におけるシリアルセクションニングによる IPF マップの作製例を示し、図13にその結果をもとに作成したスプラット粒と割れの3次元構成例を示す。¹¹⁾ 表面観察では得られなかった、スプラット粒と割れの3次元形態が把握でき、コーティングはく離損傷解明の有力な手段として注目される。

4・2 SEM との併用によるクリープボイドの3次元観察

クリープボイドは、特に小さなものは EBSD によって同定することは困難であるため、SEM 像と EBSD 像とを組合せて判別する方法が山際ら¹²⁾によって提案されている。最近の装置では SEM 像と EBSD 像が同じ視野で傾かない画像として得られるものがあり、両者での同一画面の観察が容易になってきている。図14に、シリアルセクションニング法によって得られた CrMoV 鋼のクリー

図12 シリアルセクションニング法による EBSD 観察¹¹⁾ 図13 スプラット粒とき裂の3次元再構成¹¹⁾ 図14 クリープボイドの3次元再構成¹²⁾

プボイドの3次元画像構成例を示す。SEMによって得られたクリープボイドの3次元形状とEBSDによって得られた結晶粒界の3次元情報が重ねて表示されており、クリープ損傷の立体分布が表現されている。

5 EBSD法と他の観察手法とのハイブリッド解析法

5・1 EBSD-AFM観察

高サイクル疲労損傷に対して、AFM (Atomic Force Microscope) 観察では表面のすべり帯や微小き裂による凹凸像が得られるが、この像とEBSD観察像から、すべり帯と結晶方位の関係や転位分布情報を明らかにして疲労き裂発生メカニズムを詳細に調べることができる。⁵⁾

5・2 EBSD-SIM観察

SIM (Scanning Ion Microscope) 像は、SEMに比べても明瞭な組織パターンが得られる。遮熱コーティングにおいては、トップコートとボンドコートの界面に生じる酸化層の観察が重要であるが、トップコートはEBSDによって、ボンドコートはSIM像によって観察することにより、特に界面の酸化層とトップコートのスプラット粒形態や割れなどの評価が可能となる。¹¹⁾

5・3 EBSD観察と顕微ラマン分光観察

顕微ラマン分光法では、結晶構造に関するより詳細かつ厳密なデータが得られることから、トップコート層とボンドコート層の間のTGO (Thermally Grown Oxide) 層に生じる残留応力の計測¹³⁾に応用できる。また、EBSD法では困難な部分安定化ジルコニアの正確な結晶同定にも有効な方法として期待される。

6 EBSD観察にもとづく余寿命診断技術の課題と展望

6・1 微小サンプル法への適用

EBSD法ではごく微小なサンプルがあれば良いため、実機からの試料採取も比較的容易である。例えばスモールパンチ試験片を採取するときに、相対する面からサンプルを採取することによって結晶構造を知ることができる。このことはスモールパンチクリープ試験結果の解析に極めて有効であると考えられる。また、スモールパンチ試験後の試料からひずみ分布や結晶変形分布を知ることにより、破損条件をより詳細に知ることができる。

6・2 損傷メカニズムにもとづく余寿命診断の高度化

クリープボイドやクリープき裂、クリープ疲労き裂などの損傷の周囲のひずみ分布を知ることができれば、損傷発達式の検証やモデルの精度向上に大きく寄与するものと考えられる。

6・3 高温材料開発・改良のための手段

結晶格子および結晶粒の構造を詳細に把握し、損傷の起点やその成長則をミクロ組織と対応づけて把握することにより、損傷を抑制するための組織等に役立つ情報が得られるものと期待される。

7 おわりに

EBSD法は、余寿命診断技術の高度化のための有力な手法と考えられるが、スキャンに要する時間、分解能と精度、浅い浸入深さ、その場観察の困難さ、など解決すべき課題も多い。しかしこれまでのEBSD装置の技術進歩の速さを考えると、今後さらに装置の革新が進んでいくものと考えられる。高温における損傷評価は、表面のみならず内部情報も必要であることから、X線回折、超音波および本稿で述べたFIB装置やラマン分光装置その他複数の手段を駆使して損傷の実体に対する理解を深めていくことが必要である。

参考文献

- 1) A. J. Schwartz, M. Kumar, B. L. Adams and D. P. Field, "Electron backscatter diffraction in material science second edition", Springer, New York (2009).
- 2) S. Suzuki, "EBSD handbook for OIM users (B2.00)", TSL Solutions Co. (2006).
- 3) M. Kamaya, A. J. Wilkinson and J. M. Titchmarsh, "Quantification of plastic strain of stainless steel and nickel alloy by electron backscatter diffraction", Acta Materialia, Vol.54, pp.539-548 (2006).
- 4) R. Yoda, T. Yokomaku and N. Tsuji, "Plastic deformation and creep damage evaluations of type 316 austenitic stainless steels by EBSD", Materials Characterization, Vol.61, pp.913-922 (2010).
- 5) Y. Wang, H. Kimura, Y. Akiniwa and K. Tanaka, "EBSD-AFM hybrid analysis on early fatigue damage in austenitic stainless steel under cyclic torsional loading", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.55, No.10, pp.936-943 (2006).
- 6) K. Fujiyama, H. Kimachi, Y. Watanabe, K. Hijikuro and T. Tsuboi, "The concept of "EBSD strain analysis" and its application to creep and creep-fatigue damage assessment of ferritic and austenitic heat resistant steels", Strength, Fracture and Complexity, Vol.7, pp.123-135 (2011).
- 7) N. Yoneyama, K. Kubushiro and H. Yoshizawa, "Creep damage evaluation of fine-grained HAZ in Mod.9Cr ferritic heat-resistant steel weldments", Proceedings of Creep 8, ASME, CREEP2007-26726, pp.1-5 (2007).
- 8) R. Takaku, D. Saito and Y. Yoshioka, "Change of grain orientation and effect of grain size on σ_t in creep deformed Hastelloy-X", Testu-to-Hagane, Vol.95, No.2, pp.154-160 (2009).
- 9) D. Kobayashi, M. Miyabe, Y. Kagiya, Y. Nagumo, R. Sugiura, T. Miyazaki and A. T. Yokobori Jr, "Creep damage evaluation of IN738LC based on the EBSD method by using a notched specimen", Strength, Fracture and complexity, Vol.7, pp.157-167 (2011).
- 10) K. Fujiyama, K. Mori, D. Kaneko, H. Kimachi, T. Saito, R. Ishii and T. Hino, "Creep damage assessment of 10Cr-1Mo-1W-VNbN steel forging through EBSD observation", International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol.86, pp.570-577 (2009).
- 11) H. Kimachi, W. Ota, M. Uchimura, K. Fujiyama, H. Nakaseko and N. Egami, "Microstructure evaluation of thermal barrier coatings by serial sectioning technique combined with FIB-Milling/EBSD", Netsu Syori, Vol.49, No.5, pp.233-234 (2009).
- 12) K. Yamagiwa, S. Kataoka, S. Izumi and S. Sakai, "Measurement of three dimensional geometry of creep void and grain boundary with combining 3D-EBSD method and SEM images", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.76, No.772, pp.1799-1805 (2010).
- 13) H. Kimachi, W. Ota, K. Fujiyama, S. Yamamoto, K. Miwa and D. Kaneko, "Evaluation of thermal damage of thermal barrier coatings by using raman microspectroscopy", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.59, No.6, pp.455-461 (2010).